

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-032541
(43)Date of publication of application : 04.02.1992

(51)Int.Cl. C22F 1/04
B22D 11/00
// C22C 21/00

(21)Application number : 02-140319 (71)Applicant : KOBE STEEL LTD
(22)Date of filing : 30.05.1990 (72)Inventor : MORI SHUHEI
ASANO KAZUHIKO

(54) MANUFACTURE OF ALUMINUM ALLOY EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE STRENGTH

(57)Abstract:

PURPOSE: To improve the high temp. strength and productivity in an aluminum alloy by subjecting an Al alloy having specified content of Ni and Mn to continuous casting in such a manner that the temp. gradient of a liquid phase in the solid-liquid boundaries is specified and forging this Al alloy at a specified hot working rate.

CONSTITUTION: The compsn. of an Al alloy is formed of, by weight, 5.5 to 7.0% Ni, 0.5 to 2.5% Mn and the balance Al with inevitable impurities. The molten metal of this Al alloy is subjected to continuous casting in such a manner that the temp. gradient of a liquid phase in the solid-liquid boundaries is regulated to $\geq 5^{\circ}$ C/cm. The obtd. ingot is subjected to hot forging at 350 to 550° C at $\leq 80\%$ working rate. In this way, the Al alloy excellent in high temp. strength can be manufactured with high productivity at a low cost.

⑩ 日本国特許庁 (JP) ⑪ 特許出願公開
 ⑫ 公開特許公報 (A) 平4-32541

⑬ Int. Cl.
 C 22 F 1/04
 B 22 D 11/00
 // C 22 C 21/00

識別記号 A 8015-4K
 E 7217-4E
 N 8928-4K

⑭ 公開 平成4年(1992)2月4日

審査請求 未請求 請求項の数 1 (全5頁)

⑮ 発明の名称 高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法

⑯ 特願 平2-140319
 ⑰ 出願 平2(1990)5月30日

⑮ 発明者 森 幸平 山口県下関市長府黒門東町3

⑮ 発明者 浅野 和彦 山口県下関市長府黒門東町3

⑯ 出願人 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

⑰ 代理人 弁理士 藤巻 正憲 外1名

明細書

1. 発明の名称

高温強度が優れたアルミニウム合金
 の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) 5.5乃至7.0 質量%のNi及び0.5乃至
 2.5 質量%のMgを含有し、残部がAl及び不可
 逆的不純物からなるアルミニウム合金の溶湯を固
 形界面における液相中の温度勾配を5°C/cm以上
 にして連続精造することにより精錬を得る工程と、
 この精錬を350乃至650°Cの温度にて80%以下の
 加工率で鍛造加工する工程とを有することを特徴
 とする高温強度が優れたアルミニウム合金の製造
 方法。

3. 発明の詳細な説明

【装置上の利用分野】

本発明は棒状のAl-Ni相が品出した機械強
 化部の高温強度が優れたアルミニウム合金の製造
 方法に関する。

【従来の技術】

高温強度が優れたアルミニウム合金としては、
 JIS 2024, 2219, 2618等のAl-Cu系合金が周
 知であるが、これらの合金は250°C以上の温度に
 おいて強度の低下が著しいと共に、高温で保持す
 る時間が長くなるにつれて強度が低下してくると
 いう難点がある。

これに対し、Al-Ni共晶合金は一方同質相
 によりAl-Ni相中に高強度の棒状Al-Ni相が
 高強度に品出し、機械強化合金となるため、長時
 間加熱した後も優れた高温強度を有する(特許
 1984年 第578乃至581頁)。

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、従来のAl-Ni共晶合金は、
 热間加工を施すと、Al-Ni相が球状化してし
 まうため、機械強化の効果が失われて、高温強度
 が低下するという問題点がある。このために、従
 来のAl-Ni共晶合金は、これを熱間加工した後、
 削除材料として使用することができない。

本発明はかかる問題点に鑑みてなされたもので

特開平4-32541 (2)

あって、Al + Ni相の球状化を防止でき、熱間加工後も高温強度が低下することがない高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

本発明に係る高温強度が優れたアルミニウム合金の製造方法は、5.5乃至7.0重量%のNi及び0.5乃至2.5重量%のMnを含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるアルミニウム合金の溶湯を固液界面における液相中の温度勾配を5°C/cm以上にして連続鋸造することにより鋸塊を得る工程と、この鋸塊を350乃至550°Cの温度にて80%以下の加工率で熱間加工する工程とを有することを特徴とする。

【作用】

本発明においては、先ず、5.5乃至7.0重量%のNi及び0.5乃至2.5重量%のMnを含有し、残部がAl及び不可避的不純物からなるアルミニウム合金の溶湯を連続鋸造する。以下、上述の組成を有するアルミニウム合金の成分添加理由及び

加工後においても室温から高温までの広い温度範囲にわたり、アルミニウム合金の強度の低下が抑制される。

Mn含有量が0.5重量%未満の場合は、これらの効果が少なく、一方Mn含有量が2.5重量%を超えると、机大な金属間化合物が晶出して合金材を脆化させてしまう。このため、Mn含有量は0.5乃至2.5重量%にする。

本発明においては、上述の組成になるようにアルミニウム合金を溶型した後、これを連続鋸造する。この場合に、固液界面における液相中の温度勾配が5°C/cm以上になるように、その鋸型による冷却条件及び鋸切の引き抜き条件等を設定する。前記温度勾配が5°C/cm未満の場合は、凝固セルが十分に発達しないため、Al + Ni 錫鉛の成長速度が遅くなると共に、その配向性も悪化する。このため、十分な錫鉛強化作用が得られない。従って、固液界面における液相の温度勾配は5°C/cm以上にする必要がある。

上述の連続鋸造工程にて得られた鋸塊を350乃至

組成確定理由について説明する。

Ni

NiはAlに殆ど固溶せず、硬い棒状のAl + Niとして母相中に晶出して母相を錫鉛強化する。しかしながら、Ni含有量が5.5重量%未満の場合はその錫鉛強化作用が不十分である。また、Ni含有量が7.0重量%を超えると、机大なAl + Ni相が晶出して延性を低下させるため、好ましくない。このため、Ni含有量は5.5乃至7.0重量%にする。

Mn

MnはAl - Ni合金中に添加されると、その一部が硬いAl - Ni - Mn化合物として母相中に棒状に晶出する。このAl - Ni - Mn化合物はAl + Ni相と共に母相を錫鉛強化する。また、添加されたMnの残部は母相に固溶して母相を錫鉛強化する。このように、Mnは錫鉛状品出物の体積含有率の増加及び錫鉛強化の双方に寄与する。

更に、Mnの添加により、熱間加工後の錫鉛状品出物の球状化が防止される。これにより、熱間

至550°Cの温度にて80%以下の加工率で熱間加工する。次に、この熱間加工条件の限定理由について説明する。

上述の組成の合金を連続鋸造して得た鋸塊を350°C未満の温度で鍛造加工しようとすると、材料の変形抵抗が大きくて加工性が悪いため、加工に大きなエネルギーを必要とする。一方、外間鍛造温度が550°Cを超えると、錫鉛状品出物が球状化してしまい、鍛造後の合金材は室温から高温までの温度範囲にわざって強度が低下する。このため、熱間加工は350乃至550°Cの温度で行なう必要がある。

また、前記鋸塊に対して80%を超す加工率で熱間を行なうと、錫鉛状品出物が球状化して鍛造後のアルミニウム合金の強度が室温から高温までの温度範囲において低下する。このため、熱間鍛造加工は80%以下の加工率で行なう必要がある。

【実施例】

次に、本発明の実施例について説明する。

第1図は本発明の実施例にて使用した連続鋸造

特開平4-32541 (3)

装置を示す断面図である。

この連続鋳造装置においては、ハウジング1の底部が断熱部材2により構成されており、ハウジング1の側壁には抵抗発熱体8が埋設されている。また、ハウジング1の天板を押通してAトガス導入管5の先端部がハウジング1内に押入されており、この導入管5は適宜のAトガス供給源に連結されていて、この導入管5を介してハウジング1内にAトガスを導入するようになっている。

一方、断熱部材2上には黒鉛るつぼ3が設置されており、この黒鉛るつぼ3内には、鍛造せんとするAl合金の溶湯10が投入されるようになっている。この黒鉛るつぼ3の底壁には溶湯排出口3aが設けられており、この排出口3aの直上部には黒鉛製ストッパー1がその水平方向を遮断にし、ハウジング1の天板を押通してハウジング1内に進入可能に設けられている。このストッパー1が下降して排出口3aを開通することにより、るつぼ3内の溶湯はるつぼ3内に貯留され、ストッパー1を上昇させることにより、るつぼ3内の溶湯10

排出口3aを開通すると、るつぼ3内の溶湯は排出口3aを介してノズル6内に注入され、ノズル6及びダミーパー9と接触して冷却され、凝固する。ノズル6内に凝固した部分が形成すると、ダミーパー9を所定の速度で下降させ、円柱状の鉄塊11を連続的に下方に引き抜く。

上述の連続鋳造装置において、鋳型に相当する鉄鉱ノズル6は略上半部が抵抗発熱体8及び断熱部材2により加熱保護されており、略下半部が水冷ジャケット7により冷却されている。これにより、鍛造中の固液界面は半山に近くなり、ダミーパー9の引抜速度及び溶湯10の加熱保持温度を適切に制御することにより、この固液界面を鍛造中一定の位置に保持する。

次に、上述した装置を使用して実際にアルミニウム合金を製造し、その特性を調べた結果について、比較例と比較して説明する。

先ず、上部の連続鋳造装置を使用して下記表1に示す組成のアルミニウム合金を連続鋳造した。

が排出口3aを介して出湯されるようになっている。このるつぼ3の排出口3aには円筒状の黒鉛ノズル6がその長手方向を鉛直にして連結されており、このノズル6は断熱部材2を押通してその下面まで延出している。また、ノズル6の略下半部には銅製水冷ジャケット7が外嵌されており、このジャケット7内に冷却水を通流させることにより、ノズル6を冷却する。

このように構成された連続鋳造装置においては、ストッパー1を排出口3aに係合させた状態で、ハウジング1の天板を外して溶湯10をるつぼ3内に投入し、次いで天板を設置してハウジング1内を閉塞空間にした後、導入管5を介してAトガスをハウジング1内に導入し、ハウジング1内をAトガスで充満する。また、抵抗発熱体8に通電して、るつぼ3内の溶湯10を所定温度に加熱保持すると共に、水冷ジャケット7に冷却水を通流させてノズル6の略下半部を冷却する。

そして、ダミーパー9をノズル6内にその下端から押入し、ストッパー1を上昇させてるつぼ3の

第1表

	Ni	Mn	Al
実 例	6.1	0.5	残部
2	6.1	1.0	残部
3	6.1	2.0	残部
比 較 例	6.1	-	残部
2	6.1	3.0	残部

なお、第1表において、実施例1乃至3は本発明にて規定した組成範囲に入るものの、比較例1及び2はこの組成範囲から外れるものである。製造した鉄塊の直径は60mm、溶湯保持温度は800°C、引抜き速度は30乃至50mm/分、固液界面における液相中の温度勾配は約10乃至20°C/mmであった。

その結果、実施例及び比較例合金の鉄塊の断面組織は柱状品が引抜き方向に略平行に伸長した一向向凝固組織となつた。

次いで、製造した鉄塊を厚さが40mmの角材に加工した。その後、この角材を500°Cの温度で2時間加熱処理した後、50%の加工率で熱間鍛造を施

特開平4-32541 (4)

した。これにより得られた鋳造材から引張り試験片を作成し、この試験片を 200°C の温度下に 1000 時間保持した後、この温度で引張り試験を実施した。第 2 図は横軸に Mn 含有量をとり、縦軸に引張り強さをとって、この引張り試験の結果を示すグラフ図である。

この第 2 図から明らかなように、実施例 1 乃至 3 は熱間鋳造後も組織強化の効果を維持しており、いずれも引張り強さが約 20kgf/mm² 以上と、優れた引張り強さを示した。一方、Mn を含有していない比較例 1 においては、Al + Ni 相が粒状化して組織強化の効果が小さくなり、強度が低下した。また、Mn 含有量が多い比較例 2 においては、粗大な晶出物が発生したため、強度が低下した。

次に、第 1 図に示す装置を使用して、Al + 6 重量% Ni + 2.0 重量% Mn 合金を連続鋳造した。これにより得た鋳塊の鋳造組織は、柱状晶が引抜き方向に略平行に伸長した一方向凝固組織である。

この鋳塊を厚さが 40mm の角材に加工し、500°C の温度で 2 時間加熱処理を施した後、加工率が 0

乃至 80% の範囲で熱間鍛造を施した。そして、得られた鋳造材から引張り試験片を作成し、高温乃至 300°C の温度で 1000 時間保持した後、引張り試験を実施した。

第 3 図は横軸に鋳造時の加工率をとり、縦軸に引張り強さをとって、試験片の引張り強さを示したグラフ図である。但し、鋳造加工率が 80% 以下の場合が本発明にて規定した範囲に入るものである。

この第 3 図から明らかなように、鋳造加工率が 80% を超えると、合金材の引張り強さが急激に低下する。これは、80% を超える加工率で加工を施した合金材においては、繊維状の晶出物が球状化して、組織強化の効果が減少するためである。

【発明の効果】

以上説明したように本発明に係るアルミニウム合金は、合金組成、固液界面における液相の温度勾配及び熱間加工率を所定範囲に規定したから、高強度が優れたアルミニウム合金を連続鋳造法及び熱間鍛造により高生産性で且つ低成本で製

造することができる。

4. 図面の筋道な説明

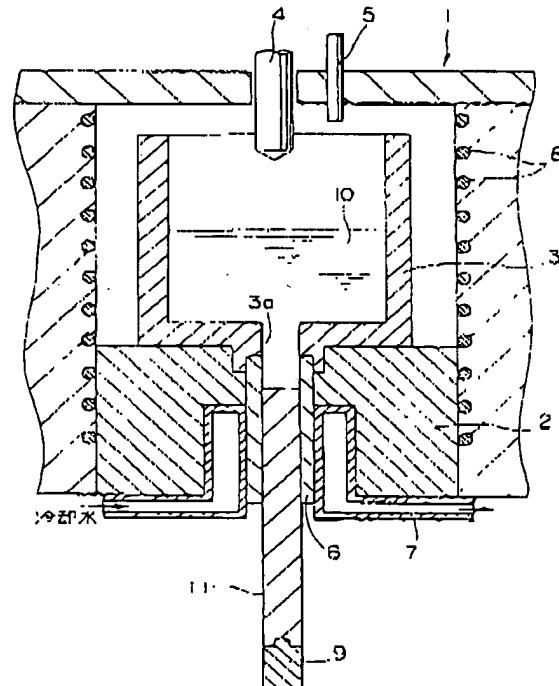
第 1 図は本発明の実施例にて使用する連続鋳造装置を示す断面図、第 2 図は本発明の効果を示す Mn 含有率と引張り強さとの関係を示すグラフ図、第 3 図は本発明の効果を示す鋳造加工率と引張り強さとの関係を示すグラフ図である。

1 : ハウジング、2 : 断熱部材、3 : るつぼ、3a : 排出口、4 : ストッパー、5 : 導入管、6 : ノズル、7 : ジャケット、8 : 低抵抗熱体、9 : タミーバー、10 : 塔湯、11 : 鋳塊
冷却水

出願人 株式会社神戸型鋼所

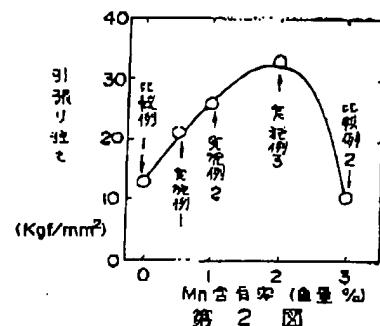
代理人 弁理士 須藤正樹

弁理士 伊丹

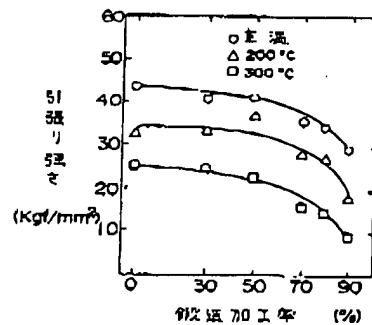


第 1 図

特開平4-32541 (5)



第 2 図



第 3 図